第 51 卷 第 1 期 金属学报 Vol.51 No.1
2015 年 1 月 第 31-39 页 ACTA METALLURGICA SINICA Jan. 2015 pp.31-39

(Nb, Ti)C 在轧后卷取中的析出及对铁素体相微观力学特征的影响*

徐 洋 孙明雪 周砚磊 刘振宇

(东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110819)

摘 要 以复合添加Nb和Ti的微合金钢为研究对象, 采用热模拟、显微硬度、透射电镜以及纳米压痕技术等方法对实验钢在连续冷却条件下和卷取过程中的冷却速率对组织演变及显微硬度的影响进行观察和分析, 研究了(Nb, Ti)C在卷取中的析出规律及其对铁素体相微观力学性能的影响. 结果表明, 连续冷却和卷取过程中的冷却速率的增加都能促进Nb-Ti实验钢从铁素体+珠光体组织向贝氏体组织转变, 细化铁素体晶粒. 在连续冷却条件下, 实验钢的显微硬度随着冷却速率的增加逐渐升高, 而在卷取过程中由于较小冷却速率能够促进(Nb, Ti)C在铁素体中的形核和长大使得铁素体中存在大量均匀弥散分布的纳米析出物, 提高了基体的强度, 因此随着卷取过程中冷却速率的增加实验钢的显微硬度呈现降低的趋势. Nb-Ti实验钢中铁素体相的纳米硬度为4.13 GPa, Young's模量为249.3 GPa, 普通C-Si-Mn钢铁素体相的纳米硬度为2.64 GPa, Young's模量为237.4 GPa, 纳米析出物对铁素体相的纳米硬度的贡献达到1.49 GPa.

关键词 纳米析出物, 冷却速率, 纳米压痕, 纳米硬度, Young's模量

中图法分类号 TG142 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)01-0031-09

PRECIPITATION BEHAVIOR OF (Nb, Ti)C IN COILING PROCESS AND ITS EFFECT ON MICRO-MECHANICAL CHARACTERISTICS OF FERRITE

XU Yang, SUN Mingxue, ZHOU Yanlei, LIU Zhenyu

State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819

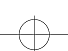
Correspondent: LIU Zhengyu, Tel: (024)83680571, E-mail: zyliu@mail.neu.edu.cn

Supported by Fundamental Research Funds for the Central Universities (Nos.N120807001 and N110607006)

Manuscript received 2014-05-17, in revised form 2014-10-10

ABSTRACT High strength micro-alloyed steel has been widely used in automobile and machines because of the remarkable high strength and forming property which are attributed to nano-precipitates and refinement of the organization. Since the nano-precipitates are mostly nucleated between austenite/ferrite transition and ferrite can significantly advance strength, it is important to investigate precipitate behavior in coiling process. Nanoindentation technology provides a chance to study the special influence of nano-precipitates on the micro-properties of ferrite. The effect of cooling rate during continuous cooling process and coiling process on microstructural evolution and micro-hardness of Nb-Ti micro-alloyed steel were studied by using the thermal mechanical simulator, micro-hardness instrument, TEM and nanoindentation instrument. The precipitate behaviors of (Nb,Ti)C in coiling process and its effect on nano-hardnesss of ferrite were discussed. Experiments results indicated that the increase of cooling rate in continuous cooling process and coiling process could promote the microstructure transition from ferrite and pearlite to bainite. The micro-hardness of the tested steel increased with the increase of cooling rate in continuous cool-

*中央高校基本科研业务费专项资金项目N120807001和N110607006资助
收到初稿日期: 2014-05-17, 收到修改稿日期: 2014-10-10
作者简介: 徐 洋, 男, 1984年生, 博士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00265



ing process, and decreased with the cooling rate in coiling process because of the large number of the dispersive nano-precipitate in ferrite which could improve the strength of matrix. The smaller cooling rate could promote volume fraction of (Nb, Ti)C particles in ferrite because there was enough time for the nucleation and growth of (Nb, Ti)C precipitates. When the cooling rate in coiling process was 0.1 ℃/s, precipitates were dispersive in ferrite matrix with a diameter of less than 10 nm. The nanohardness and Young's modulus of ferrite were 4.13 and 249.3 GPa for Nb-Ti micro-alloyed steel, 2.64 and 237.4 GPa for C-Si-Mn steel. The contribution of nano-precipitates to nanohardness of ferrite reached 1.49 GPa.

KEY WORDS nano-precipitate, cooling rate, nanoindentation, nanohardness, Young's modulus

近年来, “雾霾”天气的频繁出现使人们认识到其对社会以及人身构成的威胁, 其中汽车尾气在霾的成分中占20%以上, 因而如何减少汽车尾气的排放、降低能源的消耗成为解决问题的关键. 通过使用高强度、高成型性能的钢板来生产汽车主要结构件来降低汽车的总重、降低油耗、减少尾气的排放成为汽车企业采用的主要方法之一. 研究[1~8]发现, 在普通C-Si-Mn钢中加入微量的Nb, V, Ti, Mo等元素不仅能够有效细化奥氏体晶粒和铁素体晶粒, 而且能够在相变过程中或相变完成后形成大量纳米级的微合金元素碳氮化物析出, 能大幅度提高钢材的强度和稳定性, 因此如何在基体中获得尺寸细小、大量均匀分布、体积分数多的析出粒子成为钢铁材料的重要研究方向.

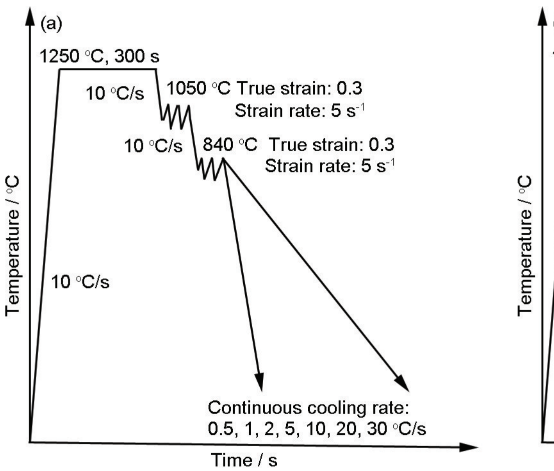
Funakawa等[2]以Ti-Mo微合金化钢为基础, 利用Ti和Mo微合金元素的纳米析出粒子开发出抗拉强度超过780 MPa的高强度汽车用钢, 同时保持了良好的扩孔性能以及热稳定性能. Yen等[9,10]和Okamoto等[11,12]通过透射电镜分别在Ti, Ti-Mo和Nb微合金钢中发现了排列规则的相间析出, 发现等温温度越低, 相间析出的面间距和析出粒子尺寸越小, 显微硬度越高, 通过Orowan位错绕过理论计算得到这些纳米相间析出的强化量可以超过400 MPa. 毛新平等[8]、陆匠心和王国栋等[13]及段修刚等[14]研究发现, 通过控制轧制和控制冷却工艺能够获得基体中弥散分布的纳米析出物, 并且认为这些对强度提升起主要作用的纳米级的析出粒子主要是在铁素体中形成的, 由于在奥氏体中析出的析出相尺寸较大, 对位错的钉扎作用较弱, 对强度的提高作用较小, 因此如何控制工艺从而在铁素体中得到纳米尺寸的析出粒子显得尤为重要.

Nb和Ti碳氮化物在铁素体中的最快析出温度在600~700 ℃之间[15], 工业生产微合金高强度钢时一般采用大冷却速率, 卷取温度也较高, 相变和析出主要是在卷取过程中完成的, 因此有必要研究微合金元素碳氮化物在卷取过程中的析出规律. 根据铁素体中析出粒子的排列形式可以将析出分为: 排列规则的相间析出和无序分布的随机析出, 无论是相间析出还是随机析出如果将析出物的尺寸控制在20 nm以下, 都能大幅度提高钢材强度[16~21]. 然而很少有研究工作利用纳米压痕技术直观的研究微合金元素及其碳氮化物析出对铁素体相纳米力学性能的影响. 本工作以Nb-Ti实验钢为研究对象, 利用热模拟试验机、显微硬度和透射电镜系统地研究了不同卷取中冷却速率对组织以及纳米(Nb, Ti)C析出的影响, 并通过纳米压痕技术直观分析铁素体中(Nb, Ti)C析出对其微观力学性能的影响.

1 实验方法

实验钢的主要化学成分(质量分数, %)为: Fe-0.08C-0.21Si-1.76Mn-0.06Nb-0.11Ti-0.0045N, 以下简称为Nb-Ti实验钢. 采用ZGJL0.2-200-2.5H型真空冶炼炉冶炼铸锭, 通过锻造加工成宽80 mm, 高80 mm, 长120 mm的坯料以便进行热轧. 将锻造开坯后的坯料加热至1200 ℃保温2 h, 在Φ450×450型辊热轧试验机上轧至12 mm厚, 然后机械加工成直径8 mm, 长15 mm的试样进行热模拟实验. 热模拟实验在MMS-300多功能热模拟试验机上进行. 为了使相变和析出在卷取中完成, 首先绘制了实验钢过冷奥氏体的连续冷却转变曲线(CCT曲线), 根据相变的开始温度确定卷取温度, 控制卷取中不同冷却速率, 研究微合金元素碳氮化物在卷取过程中的析出规律, 具体的工艺路线如图1所示.

利用线切割将热模拟实验后的试样在热电偶处沿径向切开, 经过机械研磨和抛光后用4%硝酸酒精(体积分数)溶液腐蚀, 在LEICA-DMIRM多功能光学显微镜(OM)上观察不同工艺下的金相组织. 将抛光后腐蚀的试样用Vickers硬度仪检测基体的显微硬度, 载荷为50 g, 加载时间为10 s, 每个试样检测20个点取平均值. 用线切割将热模拟试样切成0.5 mm厚的薄片, 经机械研磨和双喷电解抛光制成直径为3 mm的透射电镜试样, 在Tecnai G^2 F20场发



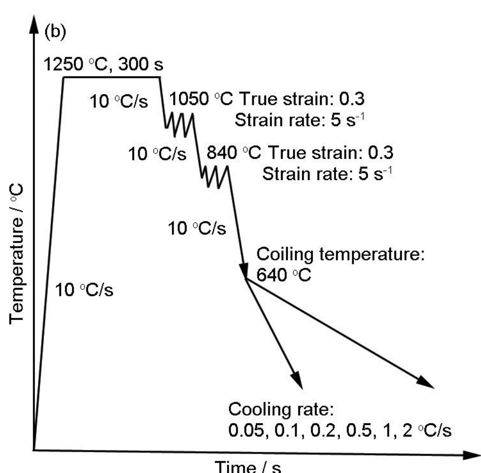


图 1 热模拟实验工艺路线

Fig.1 Process routings of thermal simulation experiments

(a) continuous cooling transformation (CCT)

(b) simulated coiling technologies

射透射电镜(TEM)上进行观察. 铁素体相的微观力学性能检测在 TRIBOINDENTER 原位纳米力学测试系统上进行, 试样的处理工艺为: 经机械研磨后再用体积比为 13∶2∶1 的酒精、高氯酸、水溶液进行电解抛光, 去除表面的残余应力, 纳米压痕实验过程采用 5-5-5 加载模式(加载时间 5 s, 保载时间 5 s, 卸载时间 5 s), 加载力为 2000 μN, 在试样的不同位置进行纳米压痕实验, 然后统计取平均值.

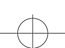
2 结果和分析

2.1 连续冷却条件下的组织演变及显微硬度

图 2a~d 为连续冷却工艺时的不同冷却速率下实验钢的 OM 像. 可以看出, 当冷却速率为 0.5 ℃/s 时, 基体主要是铁素体和少量的珠光体组织, 冷却速率增大到 1 ℃/s 时, 基体中开始出现贝氏体组织, 随着冷却速率的增加, 铁素体的晶粒尺寸逐渐减小, 贝氏体的体积分数逐渐增加. 实验钢在 1050 和 840 ℃进行 2 次压缩变形, 奥氏体发生了再结晶和压缩变形, 增大了奥氏体晶界面积, 同时变形增加了基体中变形带等有利于铁素体形核的位置, 提高了铁素体形核率, 细化了铁素体组织. 奥氏体/铁素体相变是扩散型相变, 铁素体的长大主要是受 C 原子的扩散控制, 随着冷却速率的增加, 奥氏体的过冷度增加, C 原子的扩散受到抑制, 无法进行长程的扩散, 此时奥氏体通过切变机制转变为贝氏体组织, 当冷却速率大于 5 ℃/s 时, 实验钢基体主要是贝氏体组织. 结合金相组织和通过膨胀仪测得的不同冷却速率下的膨胀曲线, 绘制了实验钢的过冷奥氏体连续冷却转变曲线(奥氏体化温度为 1250 ℃), 并测得不同冷却速率下基体的显微硬度, 结果分别如图 3a 和 b 所示. 冷却速率的增大使铁素体和贝氏体的相变开始温度降低, 冷却速率大于 10 ℃/s 时, 过冷奥氏体转变的开始温度已经低于 600 ℃; 随着冷却速率的增大, 由于铁素体晶粒尺寸的减小、贝氏体组织的细化和体积分数的增加, 实验钢基体的显微硬度逐渐增大.

2.2 卷取中冷却速率对组织和显微硬度的影响

在热轧生产中, 对屈服强度贡献较大的纳米析出物主要是在奥氏体→铁素体相变中或者相变完成后的过饱和铁素体中形核长大的, 为了更准确的研究微合金元素碳氮化物在卷取过程中的析出, 必须使过冷奥氏体的相变完全在卷取过程中进行, 卷取温度要高于实际的相变开始温度. 根据 CCT 曲线确定实验中采用的卷取温度为 640 ℃, 然后以不同的冷却速率冷却到室温. 图 4 为卷取过程中不同冷却速率下实验钢的典型的显微组织与显微硬度随冷却速率的变化曲线. 冷却速率为 0.05~0.2 ℃/s 时, 显微组织主要是铁素体、少量的珠光体和贝氏体; 当冷却速率大于 0.5 ℃/s 时, 显微组织主要是贝氏体组织, 且随着冷却速率的增大, 贝氏体组织逐渐变细. 从图 4a~c 中看出, 卷取中的冷却速率的增加对铁素体的晶粒有一定的细化作用, 在卷取后采用较小的冷却速率同样能保证尺寸细小的铁素体组织. 图 4f 为卷取中不同冷却速率下的显微硬度. 可以看出, 随着卷取中冷却速率的增加, 显微硬度呈现降低的趋势, 当冷却速率从 0.5 ℃/s 增大到



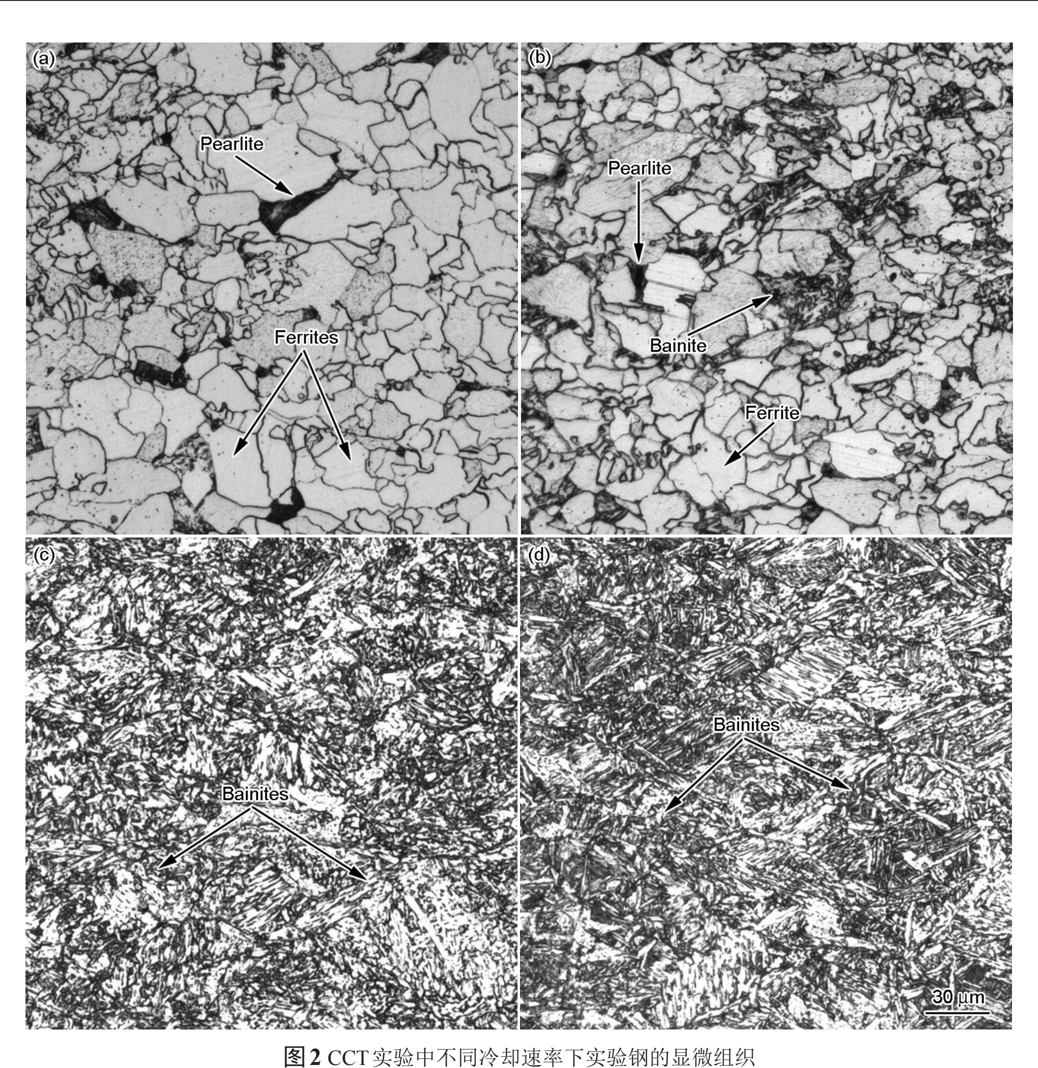


图2 CCT实验中不同冷却速率下实验钢的显微组织

Fig.2 OM images of experimental steel in CCT process under cooling rates of 0.5 ℃/s (a), 1 ℃/s (b), 5 ℃/s (c) and 20 ℃/s (d)

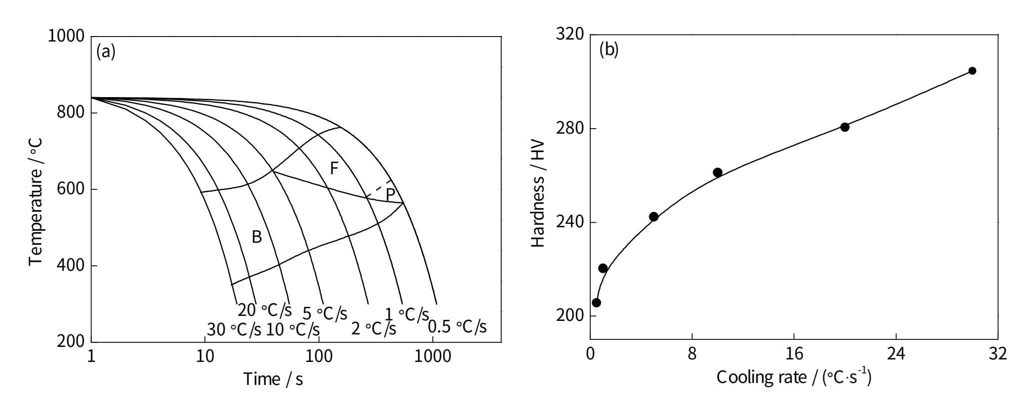


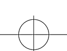
图3 实验钢的CCT曲线和显微硬度随冷却速率的变化规律

Fig.3 CCT curves (a) and variation of micro-hardness with cooling rate (b) of experimental steel (B—bainite, F—ferrite, P—pearlite)

1 ℃/s时, 基体的显微硬度有一个突然下降, 随后随着冷却速率的增大, 显微硬度稍有增加.

2.3 (Nb, Ti)C在卷取中的析出

图5为卷取中冷却速率为0.1, 0.5, 1和2 ℃/s时基体内的典型析出物形貌. 当冷却速率为0.1 ℃/s时, 铁素体基体内存在大量的分布均匀的尺寸小于10 nm的纳米析出粒子; 当冷却速率为2 ℃/s时, 虽然在基体中存在尺寸在5 nm甚至更小的纳米析出



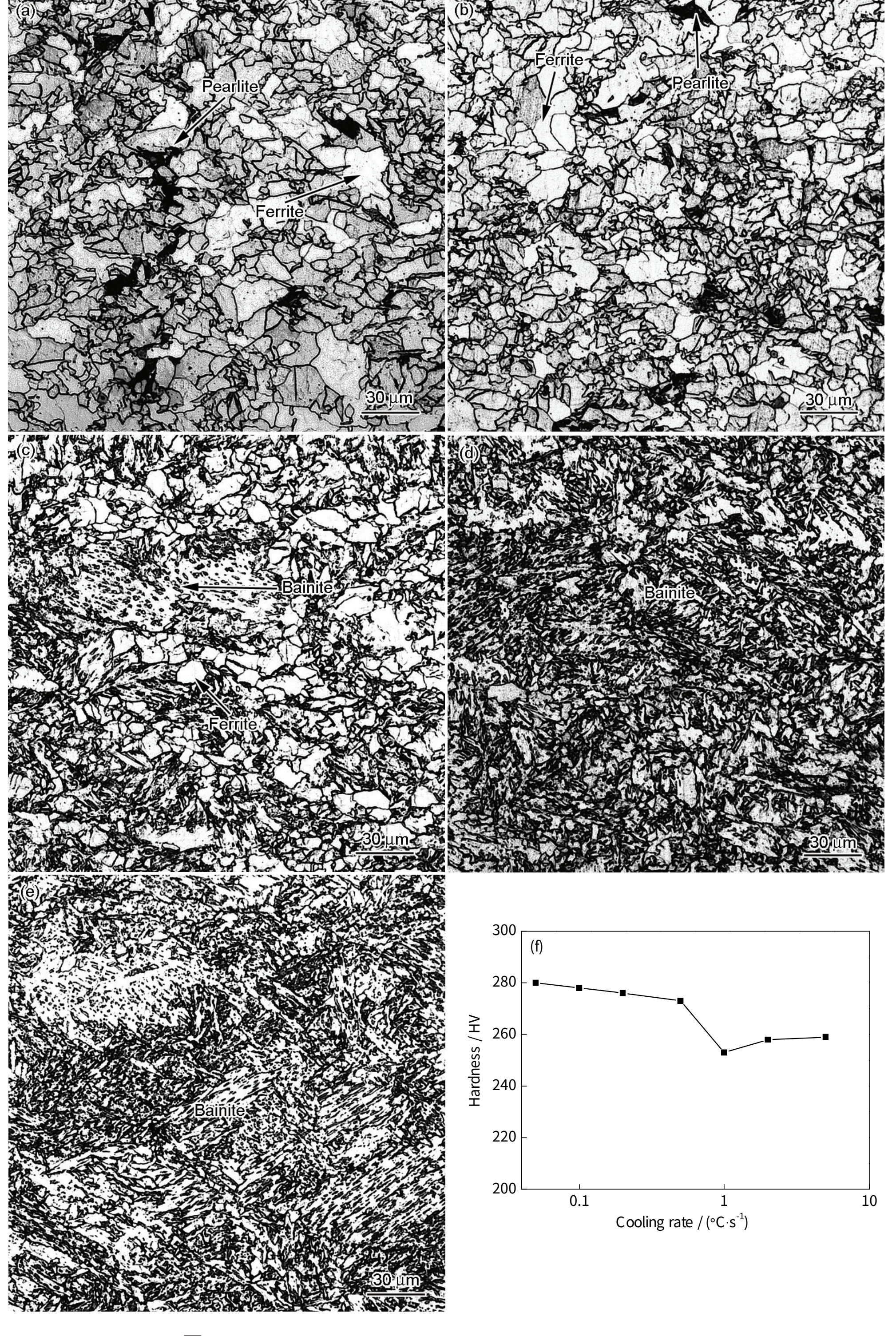


图 4 卷取中不同冷却速率下实验钢的显微组织及基体的显微硬度

Fig.4 OM images of experimental steel under cooling rates of 0.05 ℃/s (a), 0.1 ℃/s (b), 0.5 ℃/s (c), 1 ℃/s (d), 2 ℃/s (e) and effects of cooling rates on micro-hardness (f)

物, 但是相同面积区域内的粒子数量明显比0.1 ℃/s时的少. 随着冷却速率的增加, 基体中纳米析出物的数量逐渐减少, 析出粒子的体积分数逐渐降低.

一般来说, 微合金钢中的析出物主要是*M*(C, N)相, 在本工作所采用的实验钢中由于加入了0.11% Ti, 而N的含量为0.0045%, 根据TiN的固溶度积公式计算, 在1250 ℃时, 基体中固溶N的含量在0.0001%以下, 可以认为基体中没有N元素, N与Ti在高温阶段结合析出尺寸大于200 nm的TiN粒子[14], 因此Nb-Ti实验钢基体中的纳米析出物主要是为(Nb, Ti)C

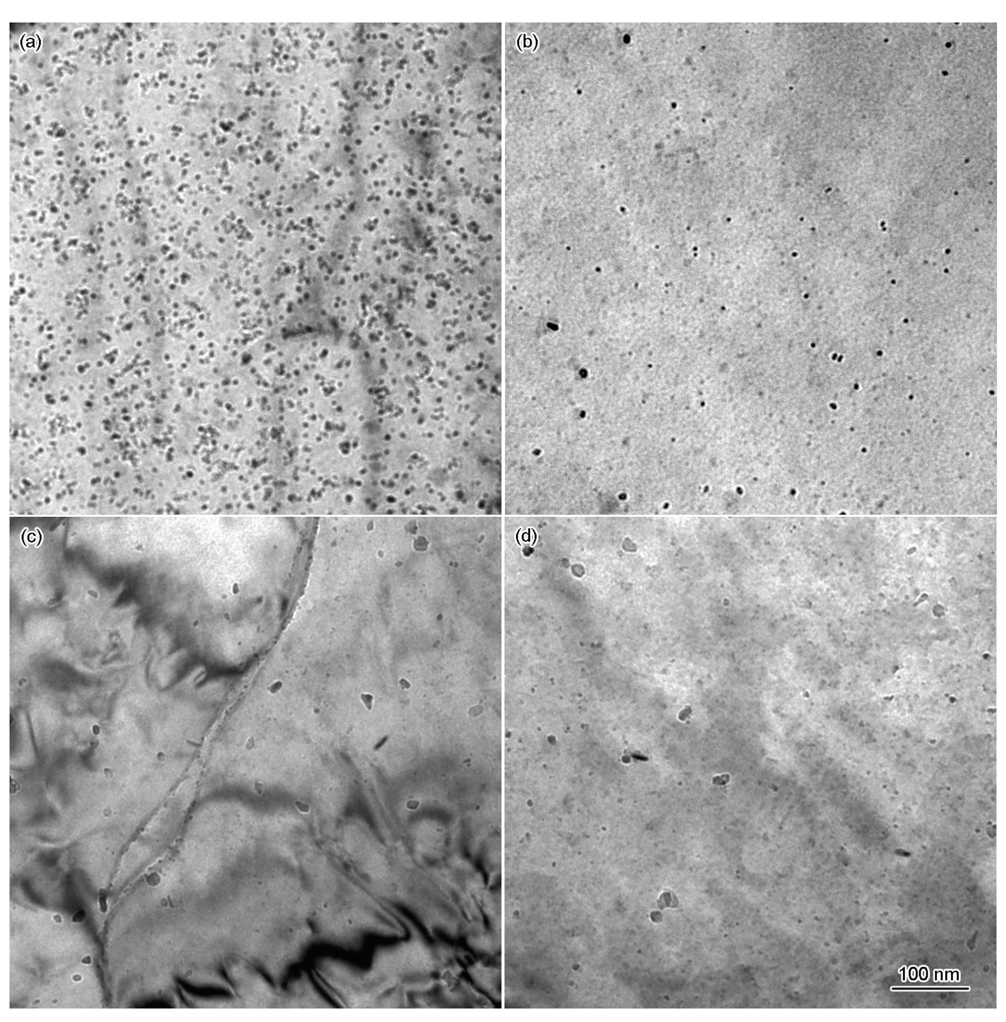


图5 卷取中不同冷却速率下实验钢的析出形貌

Fig.5 Precipitation morphologies of experimental steel under cooling rates of 0.1 ℃/s (a), 0.5 ℃/s (b), 1 ℃/s (c) and 2 ℃/s (d)

粒子.

铁素体相中形成的第二相析出粒子要比奥氏体中形成的要小, 尺寸与分布的均匀性也要好, 析出强化作用也会更高. 根据典型的微合金元素碳氮化物的形核理论[15,22], 单位体积的形核率主要受形核位置、扩散系数、界面能以及形核驱动力的影响. 在本工作的研究工艺中, 加热温度、变形温度、变形量在卷取前是相同的, 因此从微合金元素碳氮化物析出的动力学来考虑, (Nb, Ti)C的形核和长大主要是由Nb, Ti和C的扩散来决定, 也就是说需要充足的时间才能保证(Nb, Ti)C的析出. 在本实验中对析出起决定作用的是由于卷取中冷却速率的不同造成的形核驱动力的变化. (Nb, Ti)C在相界、晶界、位错和空位等缺陷处形核的驱动力是温度、Nb的含量、Ti的含量和C的含量的函数, 冷却速率越大, 过冷度越大, 微合金元素Nb, Ti和C的过饱和度就越大, (Nb, Ti)C的形核驱动力增加, 形核率增加. 另一方面, 微合金元素碳氮化物的析出属于典型的扩散型固态相变, 析出粒子的形核和长大受Nb, Ti和C的扩散速率的影响, 如果冷却速率较快, 析出粒子的形成元素在基体中的扩散速率会明显降低, 甚至会抑制扩散使其继续以固溶的状态存在于基体中, 析出粒子无法形核或者没有达到临界形核尺寸就被抑制. 由图5可知, 在冷却速率为2 ℃/s时, 基体中析出粒子的尺寸和分布都不均匀, 虽然存在尺寸较小的析出粒子, 由于数量较少, 粒子间距大, 对基体的强化作用低, 反映在显微硬度上就是随着卷取中冷却速率的增加显微硬度降低.

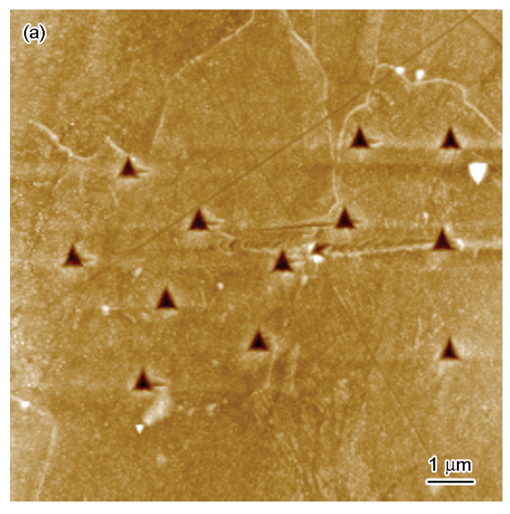
在实际的生产过程中, 坯料在再结晶区和未再结晶区进行大量的压缩变形(本工作中试样在1050和840 ℃分别变形, 真应变为0.3), 变形温度高, 造成在奥氏体内部形成大量的空位、变形带、亚晶界、位错等缺陷, 而这些缺陷处有较高的能量, 降低了形核需要的形核功, 利于微合金元素碳氮化物的形

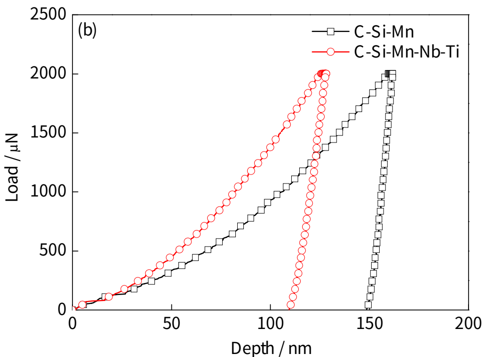
核, 析出易于沿着原奥氏体晶界和内部的变形带[20], 晶间强化作用增加, 容易成为裂纹源和裂纹扩展的通道, 不利于钢铁材料的综合力学性能的提升. 轧后采用快速冷却工艺, 抑制了微合金元素碳氮化物在奥氏体晶界上的形核, 使更多的微合金元素以固溶的形式存在于过冷的奥氏体中, 同时保留了在变形过程中形成的大量位错、变形带、空位等缺陷, 这些位置成为(Nb, Ti)C在低温相变过程中或者在相变完成后的主要形核位置, 使得卷取过程中(Nb, Ti)C的析出更加均匀弥散.

另外, 结合图2~5可知, 显微硬度突然下降时的冷却速率可以认为是(Nb, Ti)C在卷取过程中是否能大量析出的临界冷却速率, 通过金相组织观察也可以发现此时的冷却速率也是铁素体相变的临界冷却速率. 冷却速率为0.5 ℃/s时, 基体中存在少量的铁素体, 冷却速率大于1 ℃/s时, 实验钢中没有铁素体相, 基体组织为贝氏体. 因此对于本工作研究的实验钢来说, 与铁素体相变相比, 贝氏体相变不利于(Nb, Ti)C纳米析出粒子在卷取过程中的形核和长大, 这可能与贝氏体的相变机制有关系. 研究[23,24]认为, 贝氏体相变机制通过切变机制形成的, 属于无扩散型相变, 此时C原子的扩散能力下降, 不能进行长程的扩散, 扩散不够充分. 对于在轧制工艺、冷却速率和卷取温度相同的情况下, 卷取过程中的冷却速率决定C和微合金元素的扩散速率, 当冷却速率大于0.5 ℃/s时, 奥氏体主要转变为贝氏体组织, 而C主要在铁素体板条间形成碳化物, 同时Nb, Ti的扩散能力下降, 无法与C结合形成大量的(Nb, Ti)C析出.

2.4 纳米压痕实验

与显微硬度和宏观硬度相比, 纳米硬度的压头较小, 可以测定单个晶粒内部微观区域的硬度, 而且能够连续测定纳米硬度随压痕深度的变化. 因此, 纳米硬度可以消除晶界对硬度的影响, 从而可以直观地反映相内的微观组织对硬度以及其它微观力学性能的作用. 为了观察和研究添加Nb, Ti微合金元素及(Nb, Ti)C析出对铁素体相的微观力学性能的影响, 本工作对Nb-Ti实验钢和不含微合金元素的普通C-Si-Mn钢(Fe-0.07C-0.22Si-1.77Mn)进行纳米压痕对比实验, 每个钢种进行大于20次压痕实验. 图6为普通C-Si-Mn钢与Nb-Ti实验钢的纳米压痕形貌和载荷-深度、纳米硬度-深度曲线. 其中, Nb-Ti实验钢检测的是冷却速率为0.1 ℃/s工艺下铁素体相的纳米硬度. 铁素体相的纳米力学





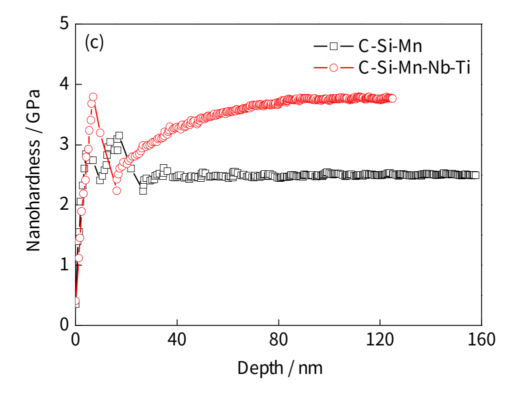


图6 实验钢纳米压痕形貌和典型的载荷-深度曲线

Fig.6 Morphology after nanoindentation (a), load- depth curves (b) and nanohardness-depth curves (c) of experimental steels under cooling rate 0.1 ℃/s

特征包括纳米硬度和Young's模量可以通过下式进行计算[25]:

$$H=\frac{P}{A} \tag{1}$$

$$A=24.5h_c^2+793h_c+4238h_c^{1/2}+332h_c^{1/4}+0.059h_c^{1/8}+0.069h_c^{1/16}+8.68h_c^{1/32}+35.4h_c^{1/64}+36.9h_c^{1/128} \tag{2}$$

$$h_c=h-\varepsilon\frac{P}{S} \tag{3}$$

$$\frac{1}{E_r}=\frac{1-v^2}{E}+\frac{1-v_i^2}{E_i} \tag{4}$$

式中, H为纳米硬度; P为加载载荷; A为压痕的面积; h_c为压头接触深度; h为压痕压入深度; ε为与压头有关的常数, 对于金刚石(Berkovich)压头来说为0.75; S为卸载曲线上端部的斜率; E_r为当量弹性模量(reduced modolus); E和E_i分别为实验样品和压头的Young's模量; v和v_i分别为实验样品和压头的Poisson比. 对于金刚石(Berkovich)压头, E_i=1114 GPa, v_i =0.07.

如图6b中所示, 在相同加载力的条件下, 普通C-Si-Mn的压痕深度(170 nm)要比微合金钢的压痕深度(109 nm)深61 nm, 说明普通C-Si-Mn钢中铁素体相比Nb-Ti实验钢的铁素体相软, 计算得到2者铁素体相的纳米硬度分别为2.64和4.13 GPa, Nb-Ti实验钢铁素体基体的纳米硬度比C-Si-Mn钢提高了1.49 GPa. 在0.1 ℃/s冷却速率下由TEM像可以发现, Nb-Ti实验钢的铁素体基体中存在大量的纳米析出粒子, 正是这些纳米级别的析出粒子增加了铁素体相的纳米硬度. 实验测得的C-Si-Mn钢的Young's模量为220.5~261.1 GPa, 平均值为237.4 GPa, 而Nb-Ti实验钢的Young's模量为239.2~288.5 GPa, 平均值为249.3 GPa, 2种实验钢的Young's模量相差11.9 GPa.

从2种实验钢的加载力与压痕深度变化曲线(图6b)以及纳米硬度与压痕深度曲线(图6c)中可以看出, 在相同的压痕深度的情况下, Nb-Ti实验钢对应的加载力要比对比实验钢的要大; 在压痕深度大于40 nm后, C-Si-Mn钢铁素体的纳米硬度基本不变, 而存在纳米析出物的铁素体的纳米硬度则继续增加, 在压痕深度大于80 nm后趋于稳定, 说明在压头的压入过程中, 压头周围的位错的运动被铁素体中纳米析出物有效的抑制, 随着压头的深入, 周围的位错密度增加, 因此Nb-Ti实验钢的应变硬化指数要比C-Si-Mn钢的要大.

图7为纳米压痕实验过程中位错的运动与析出粒子相互作用示意图. 实验钢中析出粒子与位错运动的交互作用机制主要是绕过机制(Orowan机制), 位错沿着滑移面运动时会受到析出粒子的阻碍, 位错的运动受到抑制, 当位错受到的应力超过绕过析出粒子所需要的临界应力时, 位错绕过析出粒子并留下一个位错环, 留下的位错环也会阻碍位错的运动. 正是这种析出物以及析出物周围不断产生的位错环对位错的阻碍作用导致铁素体相纳米硬度的提高和加工硬化率的增加, 铁素体相中均匀弥散分布的纳米析出粒子不仅能够大幅度的提高钢材的强度, 而且还能改善钢铁材料的塑形均匀性问题.

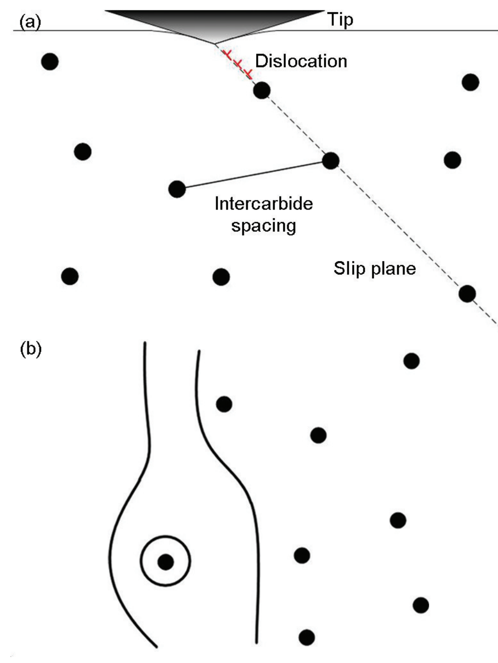


图7 压头周围位错运动示意图

Fig.7 Schematic of movement of dislocations around nanoindentation tip

(a) slip plane and distribution of particles

(b) pinning up and bypassing of dislocations along slip plane

3 结论

(1) 在连续冷却条件下, 冷却速率的增加能够抑制Nb-Ti实验钢铁素体相变, 促进贝氏体相变, 随着冷却速率的增大, 基体的显微硬度逐渐增大.

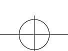
(2) 640 ℃卷取后, 随着冷却速率的增大, 实验钢的显微组织从铁素体+珠光体向贝氏体转变, 实验钢基体的显微硬度呈现降低的趋势; 卷取过程中采用较小的冷却速率同样能获得尺寸细小的铁素体, 而且能够促进铁素体中的(Nb, Ti)C的析出.

(3) (Nb, Ti)C纳米析出物能够大幅度的提高基体的强度, 添加Nb和Ti等微合金元素的实验钢铁素体的纳米硬度为4.13 GPa, Young's模量为249.3 GPa, 普通C-Si-Mn钢铁素体的纳米硬度为2.64 GPa, Young's模量为237.4 GPa, 纳米析出物对铁素体相纳米硬度的贡献量达到1.49 GPa, Young's模量提高了11.9 GPa, 纳米析出物能够提高铁素体的应变硬化指数.

参考文献

[1] Charleux M, Poole W J, Militzer M, Deschamps A. *Metall Trans*, 2001; 32A: 1635

[2] Funakawa Y, Shiozaki T, Tomita K, Yamamoto T, Maeda E. *ISIJ Int*, 2004; 44: 1945



[3] Matlock D K, Krauss G, Speer J G. J. *Mater Proc Technol*, 2001; 117: 324

[4] Wang C J, Yong Q L, Sun X J, Mao X P, Li Z D, Yong X. *Acta Metall Sin*, 2011; 47: 1541
(王长军, 雍岐龙, 孙新军, 毛新平, 李昭东, 雍 兮. 金属学报, 2011; 47: 1541)

[5] Liu Y C, Zhu F X, Li Y M, Wang G D. *ISIJ Int*, 2005; 45: 851

[6] Craven A J, He K, Garvie L A J, Baker T N. *Acta Mater*, 2000; 48: 3857

[7] Han Y, Shi J, Xu L, Cao W Q, Dong H. *Mater Sci Eng*, 2011; A530: 643

[8] Mao X P, Sun X J, Kang Y L, Lin Z Y, Zhou J. *Iron Steel*, 2005; 40 (9): 65
(毛新平, 孙新军, 康永林, 林振源, 周 建. 钢铁, 2005; 40(9): 65)

[9] Yen H W, Chen P Y, Huang C Y, Yang J R. *Acta Mater*, 2011; 59: 6264

[10] Yen H W, Chen C Y, Wang T Y, Huang C Y, Yang J R. *Mater Sci Technol*, 2010; 26: 421

[11] Okamoto R, Borgenstam A, Agren J. *Acta Mater*, 2010; 58: 4783

[12] Okamoto R, Agen J. *Acta Mater*, 2010; 58: 4791

[13] Lu J X, Wang G D. *Iron Steel*, 2005; 40(9): 69
(陆匠心, 王国栋. 钢铁, 2005; 40(9): 69)

[14] Duan X G, Cai Q W, Wu H B. *Acta Metall Sin*, 2011; 47: 251
(段修刚, 蔡庆伍, 武会宾. 金属学报, 2011; 47: 251)

[15] Yong Q L. *Secondary Phases in Steels*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 384
(雍岐龙. 钢铁材料中的第二相. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 384)

[16] Yi H L, Du L X, Wang G D. *ISIJ Int*, 2006; 46: 754.

[17] Sun C F, Cai Q W, Wu H B, Mao H Y, Chen H Z. *Acta Metall Sin*, 2012; 48: 1451
(孙超凡, 蔡庆伍, 武会宾, 毛红艳, 陈宏振. 金属学报, 2012; 48: 1415)

[18] Misra R D K, Nathani H, Hartmanm J E, Siciliano F. *Mater Sci Eng*, 2005; A394: 339

[19] Hong S G, Kang K B, Park C G. *Scr Mater*, 2002; 46: 163

[20] Wang X N, Di H S, Du L X. *Acta Metall Sin*, 2012; 48: 621
(王晓南, 邸洪双, 杜林秀. 金属学报, 2012; 48: 621)

[21] Park D B, Huh M Y, Shim J H, Suh J Y, Lee K H, Jung W S. *Mater Sci Eng*, 2013; A560: 528

[22] Murakami T, Hatano H, Miymoto G, Furuhara T. *ISIJ Int*, 2012; 52: 616

[23] Bhadeshia H K D H. *Bainite in Steels*. London: IOM Communications Ltd, 2001: 19

[24] Bhadeshia H K D H, Christian J W. *Metall Trans*, 1990; 21A: 767

[25] Kulkarni A V, Bhushan B. *Thin Solid Films*, 1996; 290-291: 206

(责任编辑:罗艳芬)

